

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-258784

(43)Date of publication of application : 09.10.1995

(51)Int.Cl.

C22C 21/02

C22F 1/04

(21)Application number : 06-051880

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 23.03.1994

(72)Inventor : MATSUMOTO KATSUSHI
ABE MUTSUMI
SAKAMOTO TOSHIMASA**(54) PRODUCTION OF ALUMINUM ALLOY MATERIAL FOR FORGING EXCELLENT IN CASTABILITY AND HIGH STRENGTH ALUMINUM ALLOY FORGING****(57)Abstract:**

PURPOSE: To provide the useful method for obtaining Al alloy material for forging and high strength Al alloy forging excellent in castability and capable of attaining high strength.

CONSTITUTION: This Al alloy material for forging has a composition consisting of 0.5–1.5% Mg, 0.8–2.0% Si, 0.5–1.0% Cu, 0.4–1.5% Mn, 0.1–0.3% Cr, 0.01–0.1% Ti and the balance Al with inevitable impurities. The production of high strength Al alloy forging is characterized by using the melt of material having the above chemical composition, continuously casting the melt while controlling a cooling rate in solidifying process at $\geq 2.5^{\circ}$ C/sec, subjecting to soaking treatment at 500–540° C, successively carrying out the solution heat treatment by heating to 540–570° C after hot forging at 350–480° C, and further carrying out the aging treatment.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-258784

(43) 公開日 平成 7 年 (1995) 10 月 9 日

(51) Int. Cl. ⁶

識別記号

F I

C22C 21/02

C22F 1/04

H

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願平6-51880

(22) 出願日 平成 6 年 (1994) 3 月 23 日

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町 1 丁目 3 番 18 号

(72) 発明者 松本 克史

兵庫県神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号

株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72) 発明者 安倍 睦

兵庫県神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号

株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72) 発明者 坂本 敏正

山口県下関市長府港町 14 番 1 号 株式会社

神戸製鋼所長府製造所内

(74) 代理人 弁理士 植木 久一

(54) 【発明の名称】 鋳造性に優れた鍛造用 A l 合金材料および高強度 A l 合金鍛造品の製法

(57) 【要約】

【目的】 鋳造性に優れていると共に高強度を達成することのできる鍛造用 A l 合金材料、および高強度な A l 合金鍛造品を得る為の有用な方法を提供する。

【構成】 Mg : 0. 5 ~ 1. 5 %, Si : 0. 8 ~ 2. 0 %, Cu : 0. 5 ~ 1. 0 %, Mn : 0. 4 ~ 1. 5 %, Cr : 0. 1 ~ 0. 3 %, Ti : 0. 01 ~ 0. 1 % を夫々含有し、残部が A l および不可避不純物からなる。またこうし O 化学成分組成を有する鍛造用 A l 合金材料の溶湯を用い、凝固過程の冷却速度を 2. 5 °C / 秒以上に制御しつつ連続鋳造した後、500 ~ 540 °C で均熱処理を施し、引き続き 350 ~ 480 °C で熱間鍛造を行なった後、540 ~ 570 °C で加熱して溶体化処理を行ない、更に時効処理を行なう。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 Mg : 0. 5 ~ 1. 5 % (重量%の意味、以下同じ) , Si : 0. 8 ~ 2. 0 % , Cu : 0. 5 ~ 1. 0 % , Mn : 0. 4 ~ 1. 5 % , Cr : 0. 1 ~ 0. 3 % , Ti : 0. 0 1 ~ 0. 1 % を夫々含有し、残部が Al および不可避不純物からなることを特徴とする鍛造性に優れた鍛造用 Al 合金材料。

【請求項 2】 更に、Zr : 0. 0 1 ~ 0. 3 % を含有するものである請求項 1 に記載の鍛造用 Al 合金材料。

【請求項 3】 請求項 1 または 2 に記載の鍛造用 Al 合金材料の溶湯を用い、凝固過程の冷却速度を 2. 5℃/秒以上に制御しつつ連続鍛造した後、500 ~ 540℃で均熱処理を施し、引き続き 350 ~ 480℃で熱間鍛造を行なった後、540 ~ 570℃で加熱して溶体化処理を行ない、更に時効処理を行なうことを特徴とする高強度 Al 合金鍛造品の製法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、鍛造時に割れを発生することのない様な鍛造性に優れた鍛造用 Al 合金材料、およびその様な Al 合金材料を用いて高強度の Al 合金鍛造品を製造する為の有用な方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 従来から自動車用鍛造部品の素材としては、鉄系金属材料が使用されているが、最近では燃費向上などを目的とした自動車の軽量化に対応すべく、鉄系金属材料に代わるものとして、軽量なアルミニウム合金、特に高強度が得られる Al-Mg-Si 合金の研究開発が行なわれている。この合金種は、熱間鍛造後 T6 等の時効処理を行うことによって、強度を向上させることができる。その代表的な合金種の 1 つとしては、6061 合金が知られており、ある程度の強度が得られており、自動車足廻り部分として適していると言われている。しかしながら従来の Al 合金を用いたものでは、下記に示す様な問題が指摘されている。即ち、自動車用足廻り部品を製造するに際しては、その製造コストを下げするために、最終製品にできるだけ近い形状に鍛造するいわゆる異形鍛造法が適用されることがあるが、前記の様な 6061 合金を用いると鍛造割れが発生することがあって鍛造性に問題があり、その改善が強く望まれている。

【0003】 こうしたことから、例えば特開平 5-9637 号では、P, Si 等の合金元素の含有量を調整すると共に、共晶 Si を微細化することによって、鍛造性を確保しつつ前記 6061 合金に匹敵する機械的強度を有する鍛造用アルミニウム合金が提案されている。

【0004】 ところで最近の傾向として、更なる軽量化を図るという観点から、Al 合金鍛造品の高強度化が強く望まれる様になっている。こうした観点から、上記の技術を検討すると、依然として不十分であるということ

がわかった。即ち、上記の鍛造用アルミニウム合金では、P, Si 等の他、B を必須成分として含み、更に Na, Sr, Sb, Ca 等の合金元素を含むものであり、それでも強度的には不十分であり、更なる向上が望まれている。

【0005】 こうしたことから、強度向上を図った鍛造用 Al 合金として、例えば特開平 5-59477 号には、Cu, Cr, Mn, Zr 等の合金元素の含有量を総合的に調整することによって、マトリックスの強度向上を図った技術が提案されている。しかしながら、この技術においては、Mn は再結晶粒微細化効果の目的で含有されており、Al-Mn-Cr 系化合物として析出して伸びが低下することを防ぐ為に Mn と Cr の総含有量を抑えているため、Mn の固溶強化の効果が発揮できず、強度向上に限界があった。また高強度な鍛造用 Al 合金を製造するための条件についても確立されていないのが実情である。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、こうした従来技術の有する課題を解決する為になされたものであって、その目的は、鍛造性に優れていると共に高強度を達成することのできる鍛造用 Al 合金材料、および高強度な Al 合金鍛造品を得る為の有用な方法を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】 上記目的を達成し得た本発明の鍛造用 Al 合金材料とは、Mg : 0. 5 ~ 1. 5 % , Si : 0. 8 ~ 2. 0 % , Cu : 0. 5 ~ 1. 0 % , Mn : 0. 4 ~ 1. 5 % , Cr : 0. 1 ~ 0. 3 % , Ti : 0. 0 1 ~ 0. 1 % を夫々含有し、残部が Al および不可避不純物からなる点に要旨を有するものである。

【0008】 また上記目的を達成し得た製法とは、上記の様な化学成分組成を有する鍛造用 Al 合金材料の溶湯を用い、凝固過程の冷却速度を 2. 5℃/秒以上に制御しつつ連続鍛造した後、500 ~ 540℃で均熱処理を施し、引き続き 350 ~ 480℃で熱間鍛造を行なった後、540 ~ 570℃で加熱して溶体化処理を行ない、更に時効処理を行なう点に要旨を有するものである。

【0009】

【作用】 本発明者らは、鍛造用 Al 合金材料の鍛造性を損なうことなく強度を向上させることのできる要件について、様々な角度から検討した。その結果、B を添加することなく、Mg, Si, Mn, Cu 等の合金元素を適切且つ厳密に調整すれば、希望する鍛造用 Al 合金材料が得られること、およびこの様な鍛造用 Al 合金材料を用い、その製造条件を厳密に規定すれば、高強度な Al 合金鍛造品が得られることを見出し、本発明を完成した。まず本発明の鍛造用 Al 合金材料における、化学成分組成の限定理由は下記の通りであるが、該 Al 合金材

料における最大の特徴は、溶湯の流動性や引け巣性と強度の両方に優れたSi組成にしたことと、Mn組成を増やして固溶強化を図ったことである。

【0010】Mg: 0.5~1.5%

Mgは、Mg₂Siによる析出硬化を示し、強度向上に有効な元素である。その含有量が0.5%未満ではその効果が十分でなく、また1.5%を超えると延性が低下する。従ってMg含有量は、0.5~1.5%とする必要がある。尚Mgの好ましい含有量は、1.0~1.4%程度である。

【0011】Si: 0.8~2.0%

Siは、溶湯の流動性や引け巣性を向上させ、鋳造時の鋳造割れを抑制する元素であるが、0.8%未満ではこれらの効果が十分に発揮されず、また2.0%を超えると粗大な不溶性化合物が不可避的に発生して熱間鍛造性の低下を招く。従ってSi含有量は、0.8~2.0%とする必要がある。尚Siの好ましい範囲は、1.6~1.9%であり、より好ましくは1.7~1.8%である。

【0012】Cu: 0.5~1.0%, Mn: 0.4~1.5%

CuおよびMnは強度を向上させる元素であるが、その含有量がCuで0.5%未満、Mnで0.4%未満では強度向上に対する効果が十分でない。また、Cuの含有量が1.0%を超えると耐食性が劣化し、Mnの含有量が1.5%を超えると延性が低下する。従って、CuおよびMnの含有量は、それぞれ0.5~1.0%, 0.4~1.5%とする必要がある。尚Cuの好ましい含有量は0.7~0.9%程度であり、Mnの好ましい含有量は0.7~1.4%程度である。

【0013】Cr: 0.1~0.3%

Crは、結晶粒を微細化させる元素であるが、その含有量が0.1%未満ではその効果が十分でなく、また0.3%を超えて含有されると粗大な不溶性化合物が不可避的に発生して延性の低下を招く。従って、Crの含有量は、0.1~0.3%とする必要がある。

【0014】Ti: 0.01~0.1%

Tiは鋳造時の結晶粒を微細化させる元素であるが、その含有量が0.01%未満では微細化の効果が十分でなく、また0.1%を超えると粗大な不溶性化合物が不可避的に発生して延性の低下を招く。従って、Ti含有量は0.01~0.1%とする必要がある。

【0015】本発明の鍛造用Al合金材料における基本的な化学成分組成は上記の通りであり、残部はAlおよび不可避不純物からなるものであるが、必要によってZrを含有させても良い。Zrを含有させるときの適切な範囲およびその理由は下記の通りである。

【0016】Zr: 0.01~0.3%

Zrは、Crと同様に結晶粒を微細化させるのに有効な元素である。その効果を発揮させるためには、0.01

%以上含有させる必要があるが、0.3%を超えて過剰に含有させると、粗大な不溶性化合物が不可避的に発生して延性の低下を招く。

【0017】上記の様な化学成分組成を有する鍛造用Al合金材料の溶湯を用い、製造条件を厳密に限定することによって希望する高強度Al合金鍛造品が得られるのであるが、次に製造条件の限定理由について説明する。尚本発明の製造条件における最大の特徴は、従来よりも高温に溶体化処理することによって、MgやSiの固溶量を増やして時効硬化特性を向上させるだけでなく、Mnもこの高温溶体化処理によって積極的に固溶させ、固溶強化を図っている点である。

【0018】まず連続鋳造時には、鋳片中の樹枝状晶枝間隔が60μm以下となるように造塊することによって、晶出物が微細化されて強度が向上する。即ち、樹枝状晶枝間隔が60μmを超えると晶出物の微細化効果が十分に発揮できなくなる。この樹枝状晶枝間隔d(μm)は、凝固過程の冷却速度C(℃/s)と下記(1)式の関係があることが知られている(堀内良、金子純一:「日本金属学会誌」, 35(1971), 156.)。

$$d = 85 C^{-0.34} \dots\dots (1)$$

【0019】従って、樹枝状晶枝間隔を60μm以下にするためには、上記(1)式から、凝固過程の冷却速度を2.5℃/秒以上に制御する必要がある。こうしたことから、本発明においては、連続鋳造における凝固過程の冷却速度を2.5℃/秒以上とした。尚凝固過程の冷却速度を2.5℃/秒以上に制御する手段としては、鋳塊寸法を小さくするか、または鋳型の材質を熱伝導性の良好なものとするか、或いは、冷却水量を多くする等が挙げられる。またこの冷却速度の上限については特に限定するものではないが、一般的な装置の能力という観点からして、数十℃/秒程度が好ましい。

【0020】次に、500~540℃で均熱処理を施すことによって、ミクロ偏析を消滅させることができる。この温度が500℃未満では、Al-Mn-Si系化合物の析出が顕著に起こって強度の低下をもたらす。一方、540℃を超えると、部分共晶熔融によるバーニングを起こす。従って、均熱温度は500~540℃とする必要がある。尚均熱時間については、特に限定されないが、通常行なわれている4~12時間で十分である。

【0021】引き続き、350~480℃で熱間加工が行なわれるが、これは後の溶体化処理時の再結晶粒を微細化するためである。このときの温度が350℃未満では加工時の変形抵抗が非常に高くなり加工割れを起こしやすくなり、また480℃を超えると微細な再結晶粒を得るための十分なひずみ量が得られない。従って、加工温度は350~480℃とする必要がある。尚微細な再結晶粒形成に必要なひずみ量を得るために、50%以上であることが好ましい。

【0022】次に、540～570℃で加熱して溶体化処理を行うことによって、Mn等の溶質元素の再固溶量を増加させ、固溶強化によって強度を向上させるが、このときの加熱温度が540℃未満では溶質元素の再固溶が十分でなく、また570℃を超えると共晶溶融によるパーニングを起こす。従って、溶体化処理時の加熱温度は540～570℃とする必要がある。尚、溶体化処理を行なう際には、加熱後に温水または水焼入れが行なわれる。

【0023】更に、溶体化処理を行なって合金元素を過飽和に固溶したA1合金を時効処理し、硬化させる。このときの時効処理条件としては、常法に従えば良く、例えば比較的低温（例えば100～210℃）に再加熱するか、常温に放置する等の手段が採用できる。

【0024】以下本発明を実施例によって更に詳細に説

明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のもではなく、前・後記の趣旨に徴して設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0025】

【実施例】

実施例 1

表1に示す化学成分組成の合金を溶解した後、樹枝状晶枝間隔が約40μm程度になるように鑄造した鑄塊（凝固過程の冷却速度=7.3℃/s）を、530℃で5時間の均熱処理を施し、引き続き400℃の75%の熱間鍛造を行い、560℃で3時間の溶体化処理を行なった後、60℃の水に焼き入れ、180℃で5時間の時効処理を施した。

【0026】

【表1】

No.	化学成分組成 (%)								備 考
	Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Ti	Zr	Al	
1	0.6	0.9	0.6	0.5	0.2	0.03	—	残部	本発明材
2	1.0	1.5	0.7	1.2	0.2	0.03	—	〃	〃
3	1.4	1.9	0.9	1.4	0.2	0.03	0.1	〃	〃
4	0.6	0.9	0.6	0.7	0.2	0.03	—	〃	〃
5	1.0	1.6	0.7	1.2	0.2	0.03	—	〃	〃
6	1.0	0.7	0.7	1.2	0.2	0.03	—	残部	比較材
7	1.0	2.1	0.7	1.2	0.2	0.03	—	〃	〃
8	1.0	1.5	0.4	1.2	0.2	0.03	—	〃	〃
9	1.0	1.5	1.1	1.2	0.2	0.03	—	〃	〃
10	1.0	1.5	0.7	0.3	0.2	0.03	—	〃	〃
11	1.0	1.5	0.7	1.6	0.2	0.03	—	〃	〃
12	0.4	1.5	0.7	1.2	0.2	0.03	—	〃	〃
13	1.6	1.5	0.7	1.2	0.2	0.03	—	〃	〃
14	1.0	1.5	0.7	1.2	0.08	0.03	—	〃	〃
15	1.0	1.5	0.7	1.2	0.4	0.03	—	〃	〃
16	1.0	1.5	0.7	1.2	0.2	0.008	—	〃	〃
17	1.0	1.5	0.7	1.2	0.2	0.2	—	〃	〃
18	1.0	1.5	0.7	1.2	0.2	0.03	0.4	〃	〃

【0027】このようにして得られた各A1合金材料について、引張り試験を実施すると共に、同一組成の溶湯をリング鑄造し、割れの発生状況を調査した。その結果を表2に示す。表2から明らかな様に、本発明材は鑄造

性、強度および伸びに優れていることがわかる。

【0028】

【表2】

No.	リング鑄造時の 割れ発生状況	耐 力 (kgf/mm ²)	抗張力 (kgf/mm ²)	伸 び (%)	備 考
1	割れなし	35.0	43.0	16.1	本発明材
2	〃	35.8	43.9	15.9	〃
3	〃	36.9	44.8	15.8	〃
4	〃	36.4	44.6	16.5	〃
5	〃	36.5	44.7	16.7	〃
6	割れあり	35.0	42.5	14.3	比較材
7	割れなし	33.6	39.7	10.5	〃
8	〃	31.5	35.0	15.1	〃
9	〃	34.2	38.6	14.4	〃
10	〃	29.6	34.1	16.6	〃
11	〃	36.0	42.0	8.9	〃
12	〃	28.3	33.7	14.0	〃
13	〃	34.9	39.6	8.4	〃
14	〃	31.0	36.2	17.2	〃
15	〃	34.0	39.2	6.8	〃
16	〃	31.8	39.5	15.8	〃
17	〃	34.1	39.5	6.4	〃
18	〃	34.6	38.9	7.1	〃

【 0 0 2 9 】 実施例 2

表 3 に示す化学成分組成の合金を溶解した後、同表に示すような樹枝状晶枝間隔になるように鑄造した鑄塊を、同じく表 3 に示すような条件で均熱処理、熱間加工および溶体化処理を行った後、60℃の水に焼き入れし、180℃で5時間の時効処理を施した。

び溶体化処理を行った後、60℃の水に焼き入れし、180℃で5時間の時効処理を施した。

【 0 0 3 0 】

【 表 3 】

No.	化学成分組成 (%)								樹枝状 晶枝間隔 (μm)	均熱処理 条件	熱間鍛造 温度 (℃)	溶体化 処理温度 (℃)	備 考
	Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Ti	Zr	Al					
19	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	残部	30	530℃×5h	400	550	本発明材
20	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	〃	55	530℃×5h	400	550	〃
21	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	残部	65	530℃×5h	400	550	比較材
22	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	〃	40	450℃×5h	400	550	〃
23	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	〃	40	560℃×5h	400	550	〃
24	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	〃	40	530℃×5h	320	550	〃
25	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	〃	40	530℃×5h	500	550	〃
26	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	〃	40	530℃×5h	400	520	〃
27	1.0	1.5	0.9	1.2	0.2	0.03	0.1	〃	40	530℃×5h	400	590	〃

【 0 0 3 1 】 このようにして得られた材料について、引張り試験を実施すると共に、同一組成の溶湯をリング鑄造し、割れの発生状況を調査した。その結果を表 4 に示す。表 4 から明らかな様に、本発明材は鑄造性、強度および伸びに優れていることがわかる。

よび伸びに優れていることがわかる。

【 0 0 3 2 】

【 表 4 】

No.	リング鑄造時の 割れの状況	耐 力 (kgf/mm ²)	抗張力 (kgf/mm ²)	伸び (%)	備 考
1 9	割れなし	37.0	45.3	16.2	本発明材
2 0	〃	36.5	44.5	16.0	〃
2 1	割れなし	32.2	36.8	10.7	比較材
2 2	〃	26.7	33.1	14.8	〃
2 3	〃	32.5	37.3	8.4	〃
2 4	〃	— (鍛造時に割れ発生)	—	—	〃
2 5	〃	29.8	37.1	17.9	〃
2 6	〃	31.6	36.4	10.2	〃
2 7	〃	32.8	35.6	9.1	〃

【 0 0 3 3 】

【発明の効果】 本発明は以上の様に構成されており、鑄

造時の鑄造性が優れた鍛造用 A 1 合金材料、および高強度な A 1 合金鍛造品が得られた。